

(19)



JAPANESE PATENT OFFICE

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **11279691 A**

(43) Date of publication of application: **12.10.99**

(51) Int. Cl.

C22C 38/00

C21D 9/46

C22C 38/06

C23C 2/06

C23C 2/28

(21) Application number: **10081805**

(22) Date of filing: **27.03.98**

(71) Applicant: **NIPPON STEEL CORP**

(72) Inventor: **SAKUMA KOJI
HIWATARI SHUNJI
ITAMI ATSUSHI
NAKAMURA FUMIAKI**

(54) **HIGH STRENGTH HOT DIP GALVANNEALED
STEEL SHEET GOOD IN WORKABILITY AND ITS
PRODUCTION**

(57) Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To improve the tensile strength and press workability of a steel sheet by specifying the contents of C, Si, Mn, P, S, Al and N in a galvanized steel sheet and specifying the relation between the amounts of C and Si to be added and between the amounts of Cr and Mn to be added.

SOLUTION: The compsn. of a hot dip galvanized steel sheet is composed of, by weight, 0.05 to 0.15% C, 0.3 to

1.5% Si, 1.5 to 2.8% Mn, $\leq 0.03\%$ P, $\leq 0.02\%$ S, 0.005 to 0.5% Al, $\leq 0.0060\%$ N, and the balance Fe with inevitable impurities. Furthermore, $(\%Mn)/(\%C) \geq 15$ and $(\%Si/\%C) \geq 4$ are satisfied. If required, 0.0002 to 0.0020% B is moreover incorporated therein. The slab having this metallic structure is rolled, is annealed in a ferrite-austenite two phase coexistent temp. region of 700 to 850°C, is cooled and is thereafter subjected to hot dip galvanizing and alloying treatment. In this way, martensite and residual austenite of 3 to 20% by volume ratio are allowed to contain in the metallic structure.

COPYRIGHT: (C)1999,JPO

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平11-279691

(43) 公開日 平成11年(1999)10月12日

(51) Int.Cl.*	識別記号	F I
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00 3 0 1 T
C 2 1 D 9/46		C 2 1 D 9/46 T
C 2 2 C 38/06		C 2 2 C 38/06
C 2 3 C 2/06		C 2 3 C 2/06
2/28		2/28
審査請求 未請求 請求項の数4 O L (全 8 頁)		

(21) 出願番号	特願平10-81805	(71) 出願人	000006655 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区大手町 2 丁目 6 番 3 号
(22) 出願日	平成10年(1998) 3 月27日	(72) 発明者	佐久間 康治 千葉県君津市君津 1 番地 新日本製鐵株式 会社君津製鐵所内
		(72) 発明者	樋渡 俊二 千葉県君津市君津 1 番地 新日本製鐵株式 会社君津製鐵所内
		(72) 発明者	伊丹 淳 千葉県君津市君津 1 番地 新日本製鐵株式 会社君津製鐵所内
		(74) 代理人	弁理士 椎名 彊
		最終頁に続く	

(54) 【発明の名称】 加工性の良い高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板とその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 フェライト中にマルテンサイトや残留オーステナイトが混在した金属組織を有し、その複合組織強化により引張強さTSが490～880MPaとなるプレス加工性の良い合金化溶融亜鉛めっき鋼板とその製造方法を提供すること。

【解決手段】 C量に対し添加されるSi、Mn量を一定割合以上に限定した鋼をライン内焼鈍方式の連続溶融亜鉛めっき設備で合金化溶融亜鉛めっきするにあたり、焼鈍温度からめっき浴に鋼帯を浸漬するまでの平均冷却速度を650℃以上と650℃以下とでそれぞれ0.5～10℃/秒、1～20℃/秒とし、さらに合金化のための再加熱温度を500～600℃とすることにより、体積率で3～20%のマルテンサイトおよび残留オーステナイトがフェライト中に混在する金属組織とし、その複合組織強化により高強度とプレス加工性の良いことを両立させる。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、

C: 0.05~0.15%、

Si: 0.3~1.5%、

Mn: 1.5~2.8%、

P: 0.03%以下、

S: 0.02%以下、

Al: 0.005~0.5%、

N: 0.0060%以下を含有し、

残部Feおよび不可避免の不純物からなり、さらに% C、
 % Si、% MnをそれぞれC、Si、Mn含有量とした
 時に (%Mn) / (%C) \geq 15かつ (%Si) / (%
 C) \geq 4が満たされることを特徴とする加工性の良い高
 強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項2】 重量%で、B: 0.0002~0.00
 20%を含有する請求項1記載の加工性の良い高強度合
 金化溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項3】 請求項1または請求項2に記載の化学成
 分からなり、その金属組織に体積率で3%以上20%以
 下のマルテンサイトおよび残留オーステナイトが含まれ
 ることを特徴とする加工性の良い高強度合金化溶融亜鉛
 めっき鋼板。

【請求項4】 請求項1または請求項2に記載の化学成
 分からなる組成のスラブをAr₁点以上の温度で仕上圧
 延を行い、50~85%の冷間圧延を施した後、連続溶
 融亜鉛めっき設備で700℃以上850℃以下のフェラ
 イト、オーステナイトの二相共存温度域で焼鈍し、その
 最高到達温度から650℃までを平均冷却速度0.5~
 10℃/秒で、引き続いて650℃からめっき浴までを
 平均冷却速度1~20℃/秒で冷却して溶融亜鉛めっき
 処理を行った後、500℃以上600℃以下の温度に再
 加熱してめっき層の合金化処理を行い、その金属組織に
 体積率で3%以上20%以下のマルテンサイトおよび残
 留オーステナイトが含まれることを特徴とする加工性の
 良い高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、加工性の良い高強
 度合金化溶融亜鉛めっき鋼板とその製造方法に関わるも
 のである。本発明に係わる高強度合金化溶融亜鉛めっき
 鋼板とは、自動車、家庭電気製品、建築などの用途にプ
 レス加工をして使用されるものであり、プレス加工性と
 防錆の一層の改善のために上層に鉄めっきや金属酸化物
 皮膜、有機皮膜を表面処理した鋼板を含む。

【0002】

【従来の技術】自動車車体の防錆強化に対応し、プレス
 加工してフレーム、メンバーやフロア等の車体部品に用
 いられる鋼板も裸鋼板から亜鉛めっき鋼板に置換されて
 きた。一般に亜鉛めっき鋼板はその製造方法により電気
 亜鉛めっき鋼板と溶融亜鉛めっき鋼板に大別されるが、

防錆性を重んじる立場から目付け量を増やそうとする
 と、電気亜鉛めっき鋼板では製造コストが著しく上昇す
 るため、溶融亜鉛めっき鋼板の使用が一般的である。一
 方、自動車車体には防錆性以上に衝突時に乗員を保護す
 るような機能の確保がCO₂をはじめとした排出ガスの
 低減を燃費向上により実現するような軽量化とともに要
 求されており、そのためには鋼板の高強度化が必須であ
 る。

【0003】しかしながら、加工性を悪化させずに鋼板
 を高強度化する強化機構として一般に考えられているよ
 うな固溶強化や複合組織強化ではSiやMn、Pといっ
 た元素を添加する必要があるが、これらの元素の添加は
 一般に鋼板表面の濡れ性を悪くし、溶融亜鉛めっきを施
 すことは困難とされてきた。特に複合組織強化では気水
 混合したミストや噴流水を冷却媒体とし、焼鈍温度から
 高速冷却を行なうことが裸鋼板では一般に行われている
 が、溶融亜鉛めっきラインではこのような冷却方式の適
 用は困難であり、不必要なパーライトやベイナイト変態
 を避けるためにはSiやMnの添加量を一層増やすことが
 必要となる。

【0004】このようなSiやMn、Pが多く添加され
 た鋼板の溶融亜鉛めっきにおける密着性を改善する手法
 としては、溶融亜鉛めっきに先立って鋼板表面に特開昭
 57-79160号公報や特開平5-65612号公報
 にあるように少量のFeや、特許第2526320号公
 報にあるように少量のNiをブレめっきする方法があ
 り、さらにその添加量が多い場合にはNiブレめっきの
 前に鋼板表面層を除去する方法が特許第2526322
 号公報に開示されている。また特許第1924585号
 公報にあるように内部と比べてC、Si、Mnの含有量
 が少ない表層を有するスラブから製造された鋼板を溶融
 亜鉛めっきする方法も開示されているが、製造コストの
 増加が著しく、工業的な生産には適さない。

【0005】これに対しめっき密着性の悪化が酸化雰囲
 気で形成されたSiやMn、Pといった元素の酸化物層
 であることに着目し、形成させた酸化物層を水素を含む
 雰囲気中で還元し、酸化膜厚を適当な範囲としたうえで
 溶融亜鉛めっきすることにより、めっき密着性を改善す
 る方法が例えば特開昭55-122865号公報で提案
 されており、連続ラインでの作業方案も特許第2513
 532号公報や特許第2530939号公報、特許第2
 587724号に開示されている。

【0006】また、カルシウムやマグネシウム、有機酸
 を含有する溶液や圧延油、洗浄水、過酸化水素や重クロ
 ム酸カリウム、過マンガン酸カリウムのような酸化剤を
 含有する酸性溶液を溶融亜鉛めっきに先立って塗布する
 方法がそれぞれ特開平8-170160号公報、特開平
 6-207259号公報、特開平5-239606号公
 報に開示されている。これらの方法によって製造コスト
 の著しい増加を招くことなく、0.3%以上のSiや1

%以上のMnが添加されている鋼板に対しても密着性の良い溶融亜鉛めっきを行なうことができるようになった。

【0007】しかし溶融亜鉛めっき鋼板は塗装性や溶接性に劣るうえ、プレス加工時に軟質なめっき層がプレス金型との間に凝着し、摩擦抵抗が増大するためプレス破断を起こしやすく、特に厳しいプレス成形が必要とされる自動車をはじめとした用途に合金化溶融亜鉛めっき鋼板が開発されたが、フェライト中にマルテンサイトや残留オーステナイトが混在することを特徴とする複合組織強化された鋼板には適用しづらい。これはめっき層をZn-Fe合金とする合金化溶融亜鉛めっきではめっき直後の加熱合金化処理を行なうことが一般的であるが、溶接性や塗装性が損なわれず、製造コストの上昇も招かないような範囲での鋼板への合金元素の添加では、その間にパーライトやベイナイトへの変態が進むため、合金化温度から室温へ冷却した後の金属組織中に十分な体積率のマルテンサイトや残留オーステナイトが存在しないことに原因する。

【0008】このため、特にオーステナイトの変態を抑制するMoやBの添加が特許第1325624号公報や特開平5-163531号公報で提案されているが、コスト高であるにもかかわらず、鋼板の降伏強さYPが上昇する一方、伸びE1が減少し、プレス加工性は劣化する傾向にあり、複合組織強化により高強度化された裸鋼板に匹敵するようなプレス加工性の良い合金化溶融亜鉛めっき鋼板は見当たらなかった。

【0009】

【発明が解決しようとする課題】上述のとおり、フェライト中にマルテンサイトや残留オーステナイトが混在した金属組織を有し、その複合組織強化により引張強さTSが490~880MPaとなるプレス加工性の良い合金化溶融亜鉛めっきを施した鋼板を開発することが課題とされてきた。

【0010】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、前記の課題を解決するべく、CとSi、Mnの添加量を制御した鋼を用いて、連続溶融亜鉛めっき設備において焼鈍温度からめっき浴に鋼帯を浸漬するまでの冷却条件とめっき直後に行なう合金化処理の加熱条件が変化した時の金属組織と合金化の進行状況の相関について鋭意検討を加えた結果、C、Mnが一定量以上添加された鋼をフェライト、オーステナイトの二相共存温度域から650℃までを平均冷却速度0.5~10℃/秒という緩冷却し、十分な体積率のフェライトが存在する状態とした後に、650℃からめっき浴までを平均冷却速度1~20℃/秒で冷却するとめっき浴に鋼帯を浸漬するまではオーステナイトはマルテンサイト変態せず、特にC量に対し添加されるSi、Mn量が一定割合以上である場合には、め

その温度が500~600℃であれば、パーライトおよびベイナイト変態の進行が著しく遅滞するため、室温まで冷却後にも体積率で3~20%のマルテンサイトおよび残留オーステナイトがフェライト中に混在する金属組織となり、その複合組織強化により高強度とプレス加工性の良いことを合金化溶融亜鉛めっき鋼板で実現できることを見出した。

【0011】本発明は、このような思想と新知見に基づいて構成された従来にはない全く新しい鋼板であり、その要旨とするところは以下のとおりである。

(1)重量%で、C:0.05~0.15%、Si:0.3~1.5%、Mn:1.5~2.8%、P:0.03%以下、S:0.02%以下、Al:0.005~0.5%、N:0.0060%以下を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなり、さらに%C、%Si、%MnをそれぞれC、Si、Mn含有量とした時に $(\%Mn)/(\%C) \geq 1.5$ かつ $(\%Si)/(\%C) \geq 4$ が満たされることを特徴とする加工性の良い高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板、

【0012】(2)重量%で、B:0.0002~0.0020%を含有する前記(1)記載の加工性の良い高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板、(3)前記(1)または(2)記載の化学成分からなり、その金属組織に体積率で3%以上20%以下のマルテンサイトおよび残留オーステナイトが含まれることを特徴とする加工性の良い高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板、

【0013】(4)前記(1)または(2)記載の化学成分からなる組成のスラブをAr₃点以上の温度で仕上圧延を行い、50~85%の冷間圧延を施した後、連続溶融亜鉛めっき設備で700℃以上850℃以下のフェライト、オーステナイトの二相共存温度域で焼鈍し、その最高到達温度から650℃までを平均冷却速度0.5~10℃/秒で、引き続いて650℃からめっき浴までを平均冷却速度1~20℃/秒で冷却して溶融亜鉛めっき処理を行った後、500℃以上600℃以下の温度に再加熱してめっき層の合金化処理を行い、その金属組織に体積率で3%以上20%以下のマルテンサイトおよび残留オーステナイトが含まれることを特徴とする加工性の良い高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法である。

【0014】以下、本発明を詳細に説明する。まず、C、Si、Mn、P、S、Al、N、Bの数値限定理由について述べる。Cはマルテンサイトや残留オーステナイトによる組織強化で鋼板を高強度化しようとする場合に必須の元素であり、ミストや噴流水を冷却媒体として焼鈍温度から急速冷却することが困難な溶融亜鉛めっきラインではCが0.05%未満ではセメントライトやパーライトが生成しやすく、必要とする引張強さの確保が困難である。一方、Cが0.15%を超えると、スポット溶接で健全な溶接部を形成することが困難となると同時

にCの偏析が顕著となるため加工性が劣化する。

【0015】Siは鋼板の加工性、特に伸びを大きく損なうことなく強度を増す元素として知られており、その添加は一般に有用と考えられるうえ、めっき直後に行なう合金化処理のための再加熱でパーライトおよびベイナイト変態の進行を著しく遅滞させ、室温まで冷却後にも体積率で3~20%のマルテンサイトおよび残留オーステナイトがフェライト中に混在する金属組織とするために0.3%以上でかつC含有量の4倍以上の重量%を添加する。しかし、その添加量が1.5%を超えると酸化

物層を還元し、酸化膜厚を適当な範囲としたり、適当な薬剤を塗布してから鋼帯をめっき浴に浸漬したとしてもめっき密着性の悪化が著しいため、上限を1.5%とする。

【0016】MnはCとともにオーステナイトの自由エネルギーを下げるため、めっき浴に鋼帯を浸漬するまでの間にオーステナイトがマルテンサイト変態するのを抑制する目的で1.5%以上添加する。またC含有量の15倍以上の重量%を添加することにより、めっき直後に行なう合金化処理のための再加熱でパーライトおよびベイナイト変態の進行を著しく遅滞させ、室温まで冷却後にも体積率で3~20%のマルテンサイトおよび残留オーステナイトがフェライト中に混在する金属組織とできる。しかし添加量が過大になるとスラブに割れが生じやすく、またスポット溶接性も劣化するため、2.8%を上限とする。

【0017】Pは一般に不可避的不純物として鋼に含まれるが、その量が0.03%を超えるとスポット溶接性の劣化が著しいうえ、本発明におけるような引張強さが490MPaを超すような高強度鋼板では靱性ととも

に冷間圧延性も著しく劣化する。Sも一般に不可避的不純物として鋼に含まれるが、その量が0.02%を超えると、圧延方向に伸張したMnSの存在が顕著となり、鋼板の曲げ性に悪影響をおよぼす。

【0018】Alは鋼の脱酸元素として、またAlNによる熱延素材の細粒化、および一連の熱処理工程における結晶粒の粗大化を抑制し材質を改善するために0.005%以上添加する必要があるが、0.5%を超えることはコスト高となるばかりか、表面性状を劣化させ、好ましくは0.1%以下が望ましい。Nもまた一般に不可避的不純物として鋼に含まれるが、その量が0.060%を超えると、伸びとともに脆性も劣化するため、これを上限とする。

【0019】Bは一般に焼き入れ性を増す元素として知られており、合金化処理のための再加熱に際しパーライトおよびベイナイト変態を遅滞させることのより、室温まで冷却後に体積率で3~20%のマルテンサイトがフェライト中に混在した金属組織とすることを容易にするため0.0002%以上添加してもよい。しかしその添加量が0.0020%を超すと、フェライト、オース

テナイトの二相共存温度域から650℃までを緩冷却しても十分な体積率までフェライトが成長せず、650℃からめっき浴までの冷却途中でオーステナイトがマルテンサイトに変態し、その後合金化処理のための再加熱でマルテンサイトが焼き戻されてセメンタイトが析出するため高強度とプレス加工性の良いことの両立が困難となる。これらを主成分とする鋼にNb、Ti、Mo、Cu、Sn、Zn、Zr、W、Cr、Niを合計で1%以下含有しても本発明の効果を損なわず、その量によっては耐食性が改善される等好ましい場合もある。

【0020】次に、製造条件の限定理由について述べる。その目的はマルテンサイトおよび残留オーステナイトを3~20%含む金属組織とし、高強度とプレス加工性が良いことが両立させることにある。マルテンサイトおよび残留オーステナイトの体積率が3%未満の場合には高強度とならない。一方、マルテンサイトおよび残留オーステナイトの体積率が20%を超えると、高強度ではあるものの鋼板の加工性が劣化し、本発明の目的が達成されない。熱間圧延に供するスラブは特に限定するものではない。すなわち、連続鑄造スラブや薄スラブキャスター等で製造したものであればよい。また鑄造後直ちに熱間圧延を行う連続鑄造-直送圧延(CCDR)のようなプロセスにも適合する。

【0021】熱間圧延の仕上温度は鋼板のプレス成形性を確保するという観点からAr₁点以上とする必要がある。熱延後の冷却条件や巻取温度は特に限定しないが、巻取温度はコイル両端部での材質ばらつきが大きくなることを避け、またスケール厚の増加による酸洗性の劣化を避けるためには750℃以下とし、また部分的にベイナイトやマルテンサイトが生成すると冷間圧延時に耳割れを生じやすく、極端な場合には板破断することもあるため550℃以上とすることが望ましい。冷間圧延は通常の条件でよく、フェライトが加工硬化しやすいようにマルテンサイトおよび残留オーステナイトを微細に分散させ、加工性の向上を最大限に得る目的からその圧延率は50%以上とする。一方、85%を超す圧延率で冷間圧延を行うことは多大の冷延負荷が必要となるため現実的ではない。

【0022】ライン内焼鈍方式の連続溶融亜鉛めっき設備で焼鈍する際、その焼鈍温度は700℃以上850℃以下のフェライト、オーステナイト二相共存域とする。焼鈍温度が700℃未満では再結晶が不十分であり、鋼板に必要なプレス加工性を具備できない。850℃を超すような温度で焼鈍することは鋼帯表面にSiやMnの酸化物層の成長が著しく、その還元長時間を要するため好ましくない。また引き続きめっき浴へ浸漬し、冷却する過程で、650℃までを緩冷却しても十分な体積率のフェライトが成長せず、650℃からめっき浴までの冷却途中でオーステナイトがマルテンサイトに変態し、その後合金化処理のための再加熱でマルテンサイトが焼

き戻されてセメントイットが析出するため高強度とプレス加工性の良いことの両立が困難となる。

【0023】鋼帯は焼鈍後、引き続きめっき浴へ浸漬する過程で冷却されるが、この場合の冷却速度はその最高到達温度から650℃までを平均0.5～10℃/秒で、引き続き650℃からめっき浴までを平均1～20℃/秒とする。650℃までを平均0.5～10℃/秒とするのは加工性を改善するためにフェライトの体積率を増すと同時に、オーステナイトのC濃度を増すことにより、その生成自由エネルギーを下げ、マルテンサイト変態の開始する温度をめっき浴温度以下とすることを目的とする。650℃までの平均冷却速度を0.5℃/秒未満とするには焼鈍時の最高到達温度を低下するのでなければ、連続溶融亜鉛めっき設備のライン長を長くする必要があり、コスト高となる。

【0024】また、最高到達温度を下げ、オーステナイトの体積率が小さい温度で焼鈍することも考えられるが、その場合には実際の操業で許容すべき温度範囲に比べて適切な温度範囲が狭く、僅かでも焼鈍温度が低いとオーステナイトが形成されず目的を達しない。一方、650℃までの平均冷却速度を10℃/秒を超えるようにすると、フェライトの体積率の増加が十分でないばかりか、オーステナイト中C濃度の増加も少ないために鋼帯がめっき浴に浸漬される前にその一部がマルテンサイト変態し、その後合金化処理のための再加熱でマルテンサイトが焼き戻されてセメントイットが析出するため高強度とプレス加工性の良いことの両立が困難となる。

【0025】650℃からめっき浴までの平均冷却速度を1～20℃/秒とするのは、その冷却途上でオーステナイトがパーライトに変態するのを避けるためであり、その冷却速度が1℃/秒未満では本発明で規定する温度で焼鈍し、また650℃まで冷却したとしてもパーライトの生成を避けられない。一方、650℃からめっき浴までを平均冷却速度20℃/秒を超えるように鋼帯を冷却することはドライな雰囲気では困難である。

【0026】本発明では溶融亜鉛めっき後、500℃以上600℃以下の温度範囲に鋼帯を再加熱し、めっき層を鉄-亜鉛の合金とするが、その目的は塗装性や溶接性を改善するとともに、プレス加工時に軟質なめっき層がプレス金型との間に凝着して摩擦抵抗が増大し、プレス破断するのを避けることにある。再加熱する温度が500℃未満では合金化が不完全で塗装性や溶接性、プレス加工性に劣る。一方、600℃を超すような温度に再加熱すると、鋼帯をめっき浴に浸漬した後にも残存していたオーステナイトがパーライトに変態するため、高強度とプレス加工性の良いことの両立が困難となる。

【0027】本発明ではその前までの一連の熱処理を経ることによって、オーステナイトの生成自由エネルギーが低下しているため、合金化処理のための再加熱を行なってもオーステナイトからパーライトやベイナイトへの変態が極めて起こりにくいことに特徴があり、むしろフェライトが緩慢に成長することにより、鋼板の引張強さを安定させている。合金化処理の後、鋼帯は200℃以下に冷却され、必要により調質圧延を施されるが、その間の冷却方法としてはオーステナイトの一部をベイナイト変態させ、残存するオーステナイトにCを濃縮させることにより、プレス加工中に効果的に加工誘起変態するよう、450℃から350℃までを2℃/秒以下で冷却することが好ましいが、100℃/秒以上で冷却したとしても本発明の効果に大きな影響を及ぼさない。

【0028】尚、めっき浴の温度は浴組成により異なるが、一般には450～500℃程度であり、また鋼板表面の外観を損なわないようめっき浴に0.01～0.5%の濃度のAlを添加することもあるが、本発明の効果を何ら損なうものではない。この後、必要により、上層に鉄めっきや金属酸化皮膜、有機皮膜などの表面処理を施しても、本発明の特徴とする高強度とプレス加工性の良いことの両立を阻害せず、プレス加工性や防錆の一層の改善につながるため本発明の目的を達成する上で好ましい。

【0029】

【発明の実施の形態】表1に示す組成からなるスラブを1150℃に加熱し、仕上温度910～930℃で3.0～6.5mmの熱間圧延鋼帯とし、580～680℃で巻き取った。酸洗後、65～75%の圧下率の冷間圧延を施して0.8～2.3mmの冷間圧延鋼帯とした後、ライン内焼鈍方式の連続溶融亜鉛めっき設備を用いて表2に示すような条件の熱処理と調質圧延を行い、合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造した。この鋼帯からJIS5号試験片を切り出し、常温での引張試験を行うことにより、降伏強さ(YP)、引張強さ(TS)、伸び(EI)を求めた。また、めっき密着性は半球状のポンチを落下させることにより形成された円状のくぼみにテープを付着した後剥離し、テープに付着しためっきの量を目視により判断する、いわゆるボールインパクト法で評価し、バウダリング性評点は曲げ-曲げ戻した試験片の表面をテープ剥離し、テープに付着した脱剥皮膜の量の多少により評価し、合金化の程度を判定した。以上の結果を表2に示す。

【0030】

【表1】

表 1

鋼	C	Si	Mn	P	S	Al	N	B	備考
<u>A</u>	<u>0.02</u>	0.73	1.87	0.006	0.004	0.045	0.0023	無添加	<u>比較例</u>
<u>B</u>	0.07	<u>0.19</u>	1.76	0.007	0.003	0.034	0.0031	無添加	<u>比較例</u>
<u>C</u>	0.07	0.39	2.21	<u>0.036</u>	0.002	0.040	0.0032	無添加	<u>比較例</u>
D	0.07	0.43	2.18	0.011	0.002	0.035	0.0028	無添加	本発明
<u>E</u>	0.07	0.64	<u>1.37</u>	0.009	0.004	0.029	0.0040	無添加	<u>比較例</u>
F	0.07	0.66	1.55	0.008	0.003	0.283	0.0026	無添加	本発明
G	0.07	0.71	2.08	0.004	0.002	0.031	0.0030	無添加	本発明
H	0.07	1.14	1.95	0.007	0.003	0.037	0.0027	無添加	本発明
<u>I</u>	0.08	<u>1.65</u>	1.80	0.008	0.003	0.027	0.0035	無添加	<u>比較例</u>
J	0.09	0.71	1.73	0.010	0.002	0.032	0.0028	0.0009	本発明
<u>K</u>	0.09	0.73	1.78	0.008	0.003	0.034	0.0039	<u>0.0025</u>	<u>比較例</u>
L	0.10	0.69	2.32	0.009	0.004	0.044	0.0033	無添加	本発明
<u>M</u>	0.12	0.50	<u>1.72</u>	0.013	0.005	0.038	0.0042	無添加	<u>比較例</u>
<u>N</u>	0.13	<u>0.36</u>	2.11	0.011	0.003	0.026	0.0036	無添加	<u>比較例</u>
O	0.14	0.82	2.27	0.008	0.002	0.054	0.0034	無添加	本発明
<u>P</u>	0.14	0.60	<u>2.90</u>	0.016	0.005	0.028	0.0045	無添加	<u>比較例</u>
<u>Q</u>	<u>0.18</u>	0.94	2.77	0.018	0.004	0.037	0.0039	無添加	<u>比較例</u>

(注) アンダーラインは本発明外

【0031】

【表2】

表 2

試料番号	鋼種	板厚 (mm)	焼鈍時の最高到達温度 (°C)	最高到達温度から650°Cまでの平均冷却速度 (°C/秒)	650°Cからめっき浴までの平均冷却速度 (°C/秒)	合金化の際の最高到達温度 (°C)	焼状強さ (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	マルテンサイトおよび残留オーステナイトの体積率 (%)	めっき密着性評価点	バウダリング性評価点	備考
1	A	1.2	770	5	15	530	331	423	38	0.2	割離なし	割離小	比較例
2	B	1.2	760	2	8	560	378	459	34	1.7	割離なし	割離小	比較例
3	C	1.4	760	4	10	560	366	630	29	8.1	一部割離	割離小	比較例
4	D	1.2	760	2	4	520	365	597	33	8.9	割離なし	割離小	本発明
5	D	1	660	2	4	520	885	967	5	0	割離なし	割離大	比較例
6	B	1.2	860	2	4	520	456	566	18	2.8	一部割離	割離小	比較例
7	E	1	780	3	15	560	446	522	29	2.4	割離なし	割離小	比較例
8	F	1.6	780	3	6	560	311	543	36	9.6	割離なし	割離小	本発明
9	F	0.8	800	3	6	620	432	516	28	1.4	割離なし	割離小	本発明
10	G	1.2	770	1	3	570	358	595	34	9.5	割離なし	割離小	本発明
11	G	1.4	830	1	3	400	406	734	26	12.8	割離なし	割離大	比較例
12	G	2.3	830	1	3	550	430	711	29	12.6	割離なし	割離小	本発明
13	G	1.2	890	2	4	570	570	713	17	2.9	一部割離	割離小	比較例
14	H	1.2	780	2	7	520	395	600	35	10.7	割離なし	割離小	本発明
15	H	1	820	1	4	540	366	611	34	10.2	割離なし	割離小	本発明
16	H	1	820	15	18	540	607	718	14	2.8	割離なし	割離小	比較例
17	I	0.8	800	2	4	560	326	620	33	11.9	全面割離	割離小	比較例
18	J	1.6	780	2	4	510	492	785	26	18.6	割離なし	割離小	本発明
19	J	2.3	690	0.3	5	510	788	944	4	0.2	割離なし	割離大	比較例
20	K	1.4	780	3	8	560	633	877	22	27.8	割離なし	割離小	比較例
21	L	1.6	770	0.8	2	560	471	777	27	17.9	割離なし	割離小	本発明
22	L	1.6	770	0.8	2	490	466	770	26	18.5	割離なし	割離大	比較例
23	M	1.2	770	2	4	550	430	566	26	2.8	割離なし	割離小	比較例
24	N	1.4	760	2	10	540	480	683	22	2.9	割離なし	割離小	比較例
25	O	1.2	770	3	12	530	441	828	26	17.8	割離なし	割離小	本発明
26	O	1.2	770	3	12	630	586	670	18	2.7	割離なし	割離小	比較例
27	O	1	770	0.3	15	530	588	695	18	1.4	割離なし	割離小	比較例
28	O	1.2	770	5	0.5	580	570	645	19	0.8	割離なし	割離小	比較例
29	P	1.8	760	2	4	560	630	987	12	6.5	一部割離	割離小	比較例
30	Q	1.4	770	2	4	560	659	1120	8	11.1	一部割離	割離小	比較例

(注) アンダーラインは本発明外

【0032】この表から明らかなように、本発明試料である試料No4、8、10、12、14、15、18、21、25はフェライト中に3～20%のマルテンサイトや残留オーステナイトが混在した組織を有し、高強度でプレス加工性が良いことに加えて、めっきの密着性も良好で、加工時にプレス金型との間にめっき層の凝着も生じない。これに対し、試料No3、17のように本発明成分からはずれる鋼や、試料No11、22のように本発明鋼でフェライト中にマルテンサイトおよび残留オーステナイトが体積率で3～20%含まれた金属組織を有しても、めっき層の合金化が不適切であると、高強度でプレス加工性が良くとも、めっき層の密着性が悪かったり、加工時にプレス金型との間にめっき層の凝着を生

じる。

【0033】また、フェライト中に混在するマルテンサイトおよび残留オーステナイトの体積率が3%未満であるか、20%を超えるような場合には試料No1、2、7、20、23、24、29、30のように本発明成分以外の鋼に加えて、試料No5、6、9、13、16、19、26～28のように本発明成分鋼であっても、高強度ではあっても加工性が良くないか、加工性が良くとも強度が低い。

【0034】

【発明の効果】以上詳述したように、本発明によれば塗装性や溶接性に優れ、加工時にめっき層がプレス金型との間に凝着することのないような合金化溶融亜鉛めっき

が施された鋼板の金属組織をフェライト中に 3 ～ 2 0 % のマルテンサイトや残留オーステナイトが混在したものとし、その複合組織強化により引張強さ 4 9 0 ～ 8 8 0 MP a の高強度とプレス加工性が良いことを両立でき、 *

* 自動車、家庭電気製品、建築等の分野で防錆強化と軽量化に寄与することにより産業上極めて大きな効果を有する。

フロントページの続き

(72)発明者 中村 文彰

千葉県君津市君津 1 番地 新日本製鐵株式
会社君津製鐵所内